



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК

C21D 8/00 (2020.02); C21D 8/02 (2020.02); C21D 1/02 (2020.02)

(21)(22) Заявка: 2019123272, 24.07.2019

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
24.07.2019

Дата регистрации:
29.10.2020

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 24.07.2019

(45) Опубликовано: 29.10.2020 Бюл. № 31

Адрес для переписки:

620002, Свердловская обл., г. Екатеринбург, ул.
Мира, 19, Центр интеллектуальной
собственности, Маркс Т.В.

(72) Автор(ы):

Хотинов Владислав Альфредович (RU),
Фарбер Владимир Михайлович (RU),
Полухина Ольга Николаевна (RU),
Морозова Анна Николаевна (RU),
Селиванова Ольга Владимировна (RU),
Щапов Геннадий Валерьевич (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего
образования "Уральский федеральный
университет имени первого Президента
России Б.Н. Ельцина" (RU)

(56) Список документов, цитированных в отчете
о поиске: RU 2502820 C1, 27.12.2013. RU
2498904 C1, 27.10.2013. RU 2138344 C1,
27.09.1999. SU 763478 A, 15.09.1980. KR
100276340 B1, 15.12.2000. DE 3274812 D1,
05.02.1987.

(54) СПОСОБ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

(57) Реферат:

Изобретение относится к металлургии, в частности к способу термомеханической обработки листового и сортового проката из низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей. Для повышения механических и функциональных свойств изделий и конструкций способ включает контролируемую безрекристаллизационную прокатку и последеформационное охлаждение с произвольной скоростью до температуры

окружающей среды, а также повторный индукционный нагрев со скоростью более 90°C/с до температуры $t = A_{C3} - (20-40)^\circ\text{C}$, выдержку при заданной температуре в течение не менее 10 мин и последующее ускоренное охлаждение со скоростью более 5°C/с. Уровень механических свойств изделия можно регулировать за счет варьирования продолжительности выдержки при выбранной температуре и скорости последующего охлаждения. 7 ил.



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(12) **ABSTRACT OF INVENTION**

(52) CPC

C21D 8/00 (2020.02); C21D 8/02 (2020.02); C21D 1/02 (2020.02)(21)(22) Application: **2019123272, 24.07.2019**(24) Effective date for property rights:
24.07.2019Registration date:
29.10.2020

Priority:

(22) Date of filing: **24.07.2019**(45) Date of publication: **29.10.2020 Bull. № 31**

Mail address:

**620002, Sverdlovskaya obl., g. Ekaterinburg, ul.
Mira, 19, Tsentr intellektualnoj sobstvennosti,
Marks T.V.**

(72) Inventor(s):

**Khotinov Vladislav Alfredovich (RU),
Farber Vladimir Mikhajlovich (RU),
Polukhina Olga Nikolaevna (RU),
Morozova Anna Nikolaevna (RU),
Selivanova Olga Vladimirovna (RU),
Shchapov Gennadij Valerevich (RU)**

(73) Proprietor(s):

**Federal State Autonomous Educational
Institution of Higher Education Ural Federal
University named after the first President of
Russia B.N.Yeltsin (RU)**(54) **THERMOMECHANICAL PROCESSING METHOD**

(57) Abstract:

FIELD: metallurgy.

SUBSTANCE: invention relates to metallurgy, particularly, to thermomechanical treatment of sheet and section rolled stock from low- and medium-carbon structural steels. To increase mechanical and functional properties of articles and structures, method includes controlled non-recrystallization rolling and post-deformation cooling at arbitrary speed to ambient temperature, as well as repeated induction heating at a

rate of more than 90 °C/s to temperature $t = Ac_3 - (20-40) ^\circ C$, holding at a given temperature for at least 10 minutes and subsequent accelerated cooling at a rate greater than 5 °C/s.

EFFECT: level of mechanical properties of the article can be adjusted by varying duration of holding at selected temperature and rate of subsequent cooling.

1 cl, 7 dwg

RU 2 735 308 C1

RU 2 735 308 C1

Изобретение относится к металлургии, в частности к способу термомеханической обработки листового и сортового проката из низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей, и может использоваться для повышения конструктивной прочности изделий (конструкций) из них.

В последнее десятилетие все больший объем металлопродукции изготавливается из высокопрочных сверхнизкоуглеродистых строительных сталей нового поколения. Благодаря высокой чистоте по вредным примесям и неметаллическим включениям, ультрадисперсной структуре ($d_3 = 3 \dots 5$ мкм), отсутствию перлита, сбалансированным механизмам дисперсионного (за счет выделений специальных карбидов MeC) и агрегатного (безуглеродистым бейнитом/мартенситом) упрочнений ферритной матрицы такие стали обладают высоким комплексом механических свойств: $\sigma_T > 550$ МПа, $\sigma_B > 650$ МПа, $\delta > 25$ %, $KCV^{40} > 2,5$ МДж/м² (Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Металлургия, 2012. 696 с.).

Достижение повышенной прочности данных сталей в сочетании с высокой пластичностью и хладостойкостью возможно за счет диспергирования ферритной матрицы и упрочняющих структурных составляющих, что определяется выбором оптимальных параметров деформационно-термической обработки (контролируемой прокатки). При контролируемой прокатке (КП) регламентируются температуры начала и конца горячей деформации, её степень, дробность, распределение по температурным областям и т.д.

Наибольшее диспергирование структуры происходит при безрекристаллизационной КП, когда деформация заканчивается в аустенитной области в температурном диапазоне $900^\circ C \dots A_{r3}$, где A_{r3} – критическая температура, соответствующая началу выделения феррита при охлаждении. В этом случае сильные карбидообразующие элементы ($Nb + Ti + V \leq 0,15$ %) тормозят рекристаллизацию аустенита за счет выделения карбонитридных частиц. В таких условиях в аустените протекает только процесс полигонизации, который приводит к образованию при охлаждении большого количества мест для возникновения зародышей феррита и упрочняющих структурных составляющих (бейнита, мартенсита), и, соответственно, к максимальному измельчению конечной структуры.

Известен способ термомеханической обработки толстого листа из низкоуглеродистых микролегированных сталей (Пат. 2502820. Российская Федерация, МПКС22С 38/14, С21D 8/02, С21D 9/46. Толстостенный высокопрочный горячекатаный стальной лист с превосходной низкотемпературной ударной вязкостью и способ его получения / Ками Т., Наката Х., Накагава К. ДжФЕ СТИЛ КОРПОРЕЙШН, опубл. 20.09.2013, бюл. № 26), согласно которому высокий комплекс механических свойств листов после контролируемой прокатки определяется композицией стали и параметрами ускоренного последеформационного охлаждения (скорость и температура окончания охлаждения).

Однако изготавливаемый из таких сталей толстый лист или фасонный прокат обладает рядом недостатков, унаследованных от безрекристаллизационной КП:

- высокое отношение предела текучести к временному сопротивлению $\sigma_T / \sigma_B > 0,95$, способствующее пониженной деформируемости сталей (низкий уровень относительного удлинения δ и сужения ψ , показателя деформационного упрочнения n и др.);
- повышенная склонность к деформационному старению, что может явиться причиной охрупчивания металла при монтаже и эксплуатации конструкции и, как следствие, к ее преждевременному разрушению;
- наличие слоевой структуры, ответственной за анизотропию свойств;
- формирование расщеплений в металле изделий.

Надежность конструкций при эксплуатации определяется в значительной степени трещиностойкостью металла, которую оценивают по результатам специальных испытаний, например на статическую трещиностойкость, либо по запасу вязкости (KCV) и температуре вязко-хрупкого перехода ($t_{хр}$) при испытаниях на ударный изгиб.

Известен способ термомеханической обработки (Пат. 2519343. Российская Федерация, МПКВ21В 1/26, С21D 9/46, С21D 8/02, В21В 45/00, С21D 1/42. Способ термомеханической обработки / Гриль Р., Эггер Р., Штингедер К. ФОЕСТАЛЬПИНЕ ГРОББЛЕХ ГМБХ, опубл. 10.06.2014, бюл. № 16), при котором для повышения вязкости лист из низкоуглеродистой стали подвергают сначала контролируемой прокатке при $t > A_{r3}$ и последующему ускоренному охлаждению до температуры чуть ниже A_{r1} , а затем повторному индукционному нагреву в аустенитную область до $t > A_{c3}$, где A_{c3} – критическая температура, соответствующая концу растворения феррита при нагреве, и деформации в ней.

Предложенная технология была опробована для толстых листов из низкоуглеродистых трубных сталей типа 06Г2М и 03Г2С, в результате чего было достигнуто снижение температуры вязко-хрупкого перехода металла на $\sim 40^\circ\text{C}$. Однако приведенные результаты не содержат информации о других механических свойствах и их анизотропии, а также склонности металла к деформационному старению и появлению расщеплений. Кроме того введение дополнительной термомеханической обработки (повторной КП) усложняет технологический процесс – необходим контроль температуры начала и конца деформации, её степени и дробности, распределения по температурным областям, а в описанном выше способе не указано влияния этих параметров на комплекс механических свойств обработанных сталей.

Таким образом, склонность к деформационному старению и образованию расщеплений, анизотропия механических свойств вследствие формирования полосовой структуры при КП привели к необходимости отыскания способов термообработки горячекатаного листа в линии стана, перспективным из которых представляется нагрев в область повышенных температур вплоть до A_{c3} , с последующим ускоренным охлаждением.

Наиболее близким по технической сущности к предлагаемому способу является способ термомеханической обработки толстолистовых низкоуглеродистых сталей, разработанный компанией JFE Steel Corporation (Пат. 2502820. Российская Федерация, МПКС22С38/14, С21D8/02. Толстолистовая сталь, характеризующаяся низким соотношением между пределом текучести и пределом прочности, высокой прочностью и высоким равномерным относительным удлинением, и способ ее изготовления / Симамура Д., Исикава Н., Сиканаи Н. ДЖФЕ СТИЛ КОРПОРЕЙШН, опубл. 27.12.2013, бюл. № 36), в котором предложен способ снижения отношения σ_T/σ_B до 0,85 и ниже.

Способ заключается в выполнении следующих операций:

- нагрев заготовки (листа, трубы и т.д.) до температур $1000...1300^\circ\text{C}$;
- контролируемая прокатка с температурой ее окончания в диапазоне $900^\circ\text{C}...A_{r3}$;
- последеформационное охлаждение со скоростью более $5^\circ\text{C}/\text{с}$ до температур $680...500^\circ\text{C}$;
- повторный нагрев со скоростью более $2^\circ\text{C}/\text{с}$ в диапазон температур $550...750^\circ\text{C}$;
- выдержка при заданной температуре в течение $\tau \leq 30$ мин;
- последеформационное охлаждение на воздухе.

В патенте сообщается, что в результате термомеханической обработки по

предложенной схеме листы из низкоуглеродистых микролегированных сталей типа 05Г2С обладают низкой склонностью к деформационному старению. Так, до и после нагрева при 250°C в течение 30 минут уровень предела текучести для всех предложенных композиций и режимов обработки был более 517 МПа, отношение σ_T/σ_B не превышало 0,85, равномерное относительное удлинение составляло не менее 6 % при достаточно высоком уровне ударной вязкости как основного металла, так и зоны термического влияния трубы.

Однако использование данного способа термомеханической обработки не позволяет устранить следующие отрицательные моменты:

- анизотропию механических свойств вдоль и поперек направления прокатки;
- слоевую структуру, приводящую к вероятному образованию в металле изделий вторичных (очаговых) трещин – расщеплений, и, следовательно, к снижению сопротивления растрескиванию под напряжением;
- получить изделия более высокого класса прочности без потери деформируемости.

Техническая задача, решаемая предлагаемым изобретением, заключается в использовании термомеханической обработки металлопродукции из низко- и среднеуглеродистых сталей по такой технологической схеме, которая позволит сформировать в металле однородную гетерофазную ультрадисперсную смесь структурных составляющих и, тем самым, позволит устранить анизотропию механических свойств и слоевую структуру, а также склонность к деформационному старению, то есть существенно повысить комплекс его механических и функциональных свойств.

Решение поставленной задачи обеспечивается за счет использования после контролируемой прокатки и последующего охлаждения с нерегламентированной скоростью до температуры не ниже температуры M_n , где M_n – критическая температура, соответствующая началу мартенситного превращения при охлаждении, повторного индукционного нагрева со скоростью более 90°C/с до температуры $t = A_{c3} - (20...40)$ °C, выдержки при заданной температуре в течение не менее 10 мин и последующего ускоренного охлаждения со скоростью более 5°C/с. При этом уровень механических свойств изделия можно регулировать за счет варьирования продолжительности выдержки при $t = A_{c3} - (20...40)$ °C и скорости последующего охлаждения.

Изобретение иллюстрируется следующими чертежами.

На фиг. 1 приведена схема предлагаемой термомеханической обработки, которая включает в себя нагрев 1 до температур 1000...1300°C, безрекристаллизационную контролируемую прокатку 2 с температурой ее окончания в диапазоне 900°C... A_{r3} , последеформационное охлаждение 3 по нерегламентированному режиму до температуры не ниже температуры M_n , повторный индукционный нагрев 4 со скоростью более 90°C/с до температуры $t = A_{c3} - (20...40)$ °C, выдержку 5 при заданной температуре в течение не менее 10 мин и последующее ускоренное охлаждение 6 со скоростью не менее 5°C/с.

Последеформационное охлаждение 3 изделия проводится по нерегламентированному режиму, то есть с произвольной скоростью, например на спокойном воздухе и/или путем спрейерного воздушного охлаждения – с целью ускорения технологического режима.

Температура конца последеформационного охлаждения не должна быть ниже температуры начала мартенситного превращения M_n , поскольку в структуре помимо

квазиполигонального феррита и бейнита должно присутствовать определенное количество непревращенного аустенита.

Температура повторного нагрева в верхнюю область межкритического интервала температур $t = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$ выбрана исходя из следующих соображений:

- 5 - нагрев ниже температуры A_{c1} , где A_{c1} – критическая температура, соответствующая превращению перлита в аустенит при нагреве, из-за отсутствия перекристаллизации не приводит к снятию слоевой структуры, а, следовательно, к устранению анизотропии механических свойств; кроме того, сохраняющиеся в феррите карбонитридные частицы – стопоры дислокаций, определяют высокий уровень σ_T/σ_B , и не способствуют полному
10 устранению эффекта деформационного старения;
- нагрев в нижнюю область межкритического интервала температур до $t = A_{c1} + (20...40)^\circ\text{C}$ приводит к неполной перекристаллизации стали и частичному снижению анизотропии свойств, однако сопровождается значительным охрупчиванием металла
15 вследствие зернограницного эффекта: на границах зерен возникают насыщенные по углероду первые аустенитные зерна, которые при последующем охлаждении с любой скоростью превращаются в мартенсит; появление таких хрупких составляющих на границах исходных зерен приводит к смене механизма разрушения с внутризеренного на межзеренный и снижению энергоемкости распространения магистральной трещины;
- 20 - нагрев выше температуры A_{c3} приводит к полной перекристаллизации и отсутствию анизотропии свойств, однако не позволяет устранить эффект деформационного старения.

Выдержка 5 при заданной температуре повторного нагрева должна составлять не менее 10 мин с целью выравнивания температуры по толщине проката, а также для
25 формирования в структуре металла определенного количества аустенита и «старого» феррита, рафинированного по углероду. Увеличение продолжительности выдержки приводит к коагуляции карбонитридных частиц, что дает возможность регулировать уровень прочностных свойств конечного изделия за счет изменения вклада дисперсионного упрочнения.

Скорость последующего охлаждения 6 должна быть не менее $5^\circ\text{C}/\text{с}$ и выбирается
30 таковой с целью получения наиболее высокого класса прочности проката при требуемом уровне вязко-пластических характеристик за счет варьирования типа и доли низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита (бейнита и/или мартенсита).

Действие предложенного способа термомеханической обработки показано на примере
35 низкоуглеродистых микролегированных сталей двух производителей типа 08Г2Б, используемых для производства сварных труб высокого давления диаметром 1420 мм класса прочности X80. Листы данных сталей толщиной 27,7 мм подвергались безрекристаллизационной контролируемой прокатке с ускоренным охлаждением в
40 промышленных условиях, а вырезанные из них заготовки – повторному нагреву со скоростями $0,3-90^\circ\text{C}/\text{с}$ в лабораторных условиях до температур $500-1000^\circ\text{C}$, выдержке в течение 30 минут с последующим ускоренным охлаждением (в масле).

Требования к механическим свойствам труб класса прочности X80 регламентируются стандартом API-5L (API Spec 5L-2018, 46 издание, 2018. Трубы для трубопроводов. Технические условия). Кроме того, к уровню вязкости таких сталей выдвигаются более
45 жесткие требования со стороны потребителя. Так, уровень ударной вязкости трубы диаметром 1420 мм класса прочности X80, согласно стандарту, должен составлять $KCV \geq 68 \text{ Дж}/\text{см}^2$ при температуре испытания 0°C , тогда как по требованию ОАО

«Газпром» – $KCV \geq 250 \text{ Дж/см}^2$ при $t = -40^\circ\text{C}$ (Технические требования для магистрального газопровода Бованенково – Ухта. Утверждено Заместителем Председателя Правления ОАО «ГАЗПРОМ» А.Г.Ананенковым 23.05.2007).

На фиг. 2-7 приведены механические свойства сталей X80 в зависимости от температуры повторного нагрева. Темными значками обозначены механические характеристики стали производителя 1, светлыми значками – производителя 2, требования к механическим свойствам показаны пунктирными линиями, межкритический интервал температур выделен жирными линиями, при этом критические температуры $Ac_1 = 770^\circ\text{C}$ и $Ac_3 = 915^\circ\text{C}$ были определены с помощью дилатометрического анализа для скорости нагрева 90°C/c , что соответствовало скорости нагрева в индукторе.

На фиг. 2 приведена зависимость предела текучести $\sigma_{T0,5}$ от температуры нагрева. Согласно стандарту API Spec 5L-2018, предел текучести сталей X80 должен находиться в диапазоне $555 \text{ МПа} \leq \sigma_{T0,5} \leq 705 \text{ МПа}$. Соответствию этим требованиям отвечает сталь 2 ($\sigma_T = 660 \text{ МПа}$), тогда как сталь 1 ($\sigma_T = 730 \text{ МПа}$) находится выше верхней границы этого диапазона. Нагрев вплоть до 450°C не изменяет эту картину. При повышении температуры нагрева величина $\sigma_{T0,5}$ падает и при $t = 730^\circ\text{C}$ выходит за пределы нижней границы требований, достигая минимума при $t = Ac_1 + (20...30)^\circ\text{C}$. При температуре $t = Ac_3 - (20...40)^\circ\text{C}$ уровень $\sigma_{0,5} = 565\text{-}590 \text{ МПа}$ с небольшим запасом соответствует требованиям API Spec 5L-2018.

На фиг. 3 приведена зависимость предела прочности σ_B от температуры нагрева. Согласно стандарту API Spec 5L-2018, предел прочности сталей X80 должен находиться в диапазоне $625 \text{ МПа} \leq \sigma_B \leq 825 \text{ МПа}$. В состоянии после КП обе стали обладают соответствующим уровнем σ_B . Нагрев вплоть до температуры Ac_1 не изменяет ситуации. При этом повышение величины σ_B на $\sim 80\text{-}100 \text{ МПа}$ при $t \geq 730^\circ\text{C}$ не приводит к выходу за пределы требуемого диапазона. При температуре $t = Ac_3 - (20...40)^\circ\text{C}$ уровень $\sigma_B = 740\text{-}770 \text{ МПа}$ с хорошим запасом соответствует требованиям API Spec 5L-2018.

На фиг. 4 приведена зависимость отношения предела текучести к пределу прочности $\sigma_{T0,5}/\sigma_B$ от температуры нагрева. Величина $\sigma_{T0,5}/\sigma_B$ является одним из главных показателей для оценки склонности стали к деформационному старению. Появление этого эффекта при $\sigma_{T0,5}/\sigma_B > 0,9$ приводит к существенному упрочнению, особенно на пределе текучести, и снижению вязко-пластических свойств сталей. Согласно стандарту API Spec 5L-2018, для сталей X80 отношение $\sigma_{T0,5}/\sigma_B \leq 0,93$. Из фиг. 4 видно, что в сталях X80 в состоянии после КП наблюдается $\sigma_{T0,5}/\sigma_B \rightarrow 1,0$. Нагрев вплоть до 700°C не приводит существенному падению этой величины, и только дальнейшее повышение температуры устраняет этот эффект. При температуре $t = Ac_3 - (20...40)^\circ\text{C}$ уровень $\sigma_{T0,5}/\sigma_B = 0,73\text{-}0,74$ для обеих сталей соответствует требованию API Spec 5L-2018 и свидетельствует о низкой склонности к деформационному старению и высокой деформируемости.

На фиг. 5 приведена зависимость относительного удлинения δ от температуры нагрева. Согласно стандарту API Spec 5L-2018, величина относительного удлинения трубных сталей определяется площадью поперечного сечения соответствующего образца для испытания на растяжение и классом прочности трубы и составляет для сталей X80 $\delta \geq 16 \%$ (при растяжении использовались стандартные цилиндрические образцы с диаметром рабочей части $d_0 = 10 \text{ мм}$). Относительное удлинение обеих сталей

в состоянии после КП на 7-8 % превышает требуемый уровень, и последующий нагрев не снижает этого запаса пластичности. При температуре $t = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$ уровень $\delta = 22-23 \%$ с хорошим превышением соответствует требованию API-5L.

На фиг. 6 приведена зависимость ударной вязкости KCV^{-40} от температуры нагрева. Согласно техническим требованиям Газпром, величина ударной вязкости при температуре испытания $t = -40^\circ\text{C}$ должна составлять $KCV^{-40} \geq 250 \text{ Дж/см}^2$. Стали X80 в состоянии после КП обладают высоким запасом вязкости ($KCV^{-40} = 290-300 \text{ Дж/см}^2$), который для обеих сталей соответствует необходимому минимуму. Нагрев вплоть до температуры 700°C практически не изменяет уровень KCV^{-40} . При температурах чуть выше или ниже A_{c1} наблюдается резкое падение ударной вязкости, а при дальнейшем повышении температуры нагрева значения KCV^{-40} восстанавливаются, и при температуре $t = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$ уровень $KCV^{-40} = 265-270 \text{ Дж/см}^2$ с небольшим запасом соответствует требованиям API-5L.

На фиг. 7 приведена зависимость овальности d/D , характеризующей анизотропию свойств, от температуры нагрева, где d – малая ось овала, D – большая ось овала, оцениваемые в шейке разрушенного при растяжении образца. Низкое значение d/D свидетельствует о большой овальности шейки и, следовательно, о значительной анизотропии свойств вдоль направления прокатки: большая ось D вдоль направления прокатки, а малая d – перпендикулярна ей. Видно, что обе стали в состоянии после КП обладают высокой анизотропией ($d/D = 0,77-0,81$). Нагрев вплоть до температуры 700°C не приводит к исправлению анизотропии – овальность d/D сохраняется примерно на том же уровне. Рост величины d/D , соответствующий снижению анизотропии, начинается в межкуритическом интервале температур, и при температуре $t = A_{c3} - (20...40)^\circ\text{C}$ $d/D \rightarrow 1$, что свидетельствует об устранении анизотропии свойств.

Таким образом, предлагаемый способ термомеханической обработки листового и сортового проката из низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей позволяет реализовать в них улучшение следующих функциональных свойств изделий (конструкций):

- устранить эффект деформационного старения, что повышает надежность конструкции;
- свести к минимуму анизотропию структуры и механических свойств;
- регулировать в широком диапазоне уровень конструкционной прочности сталей – соотношение прочностных и вязко-пластических характеристик, за счет варьирования продолжительности выдержки при повторном нагреве и скорости последующего охлаждения;
- упростить технологический процесс за счет исключения регламентации скорости охлаждения после контролируемой прокатки.

(57) Формула изобретения

Способ термомеханической обработки металлопродукции из конструкционных сталей, включающий нагрев заготовки до температуры $1000-1300^\circ\text{C}$, контролируемую прокатку с температурой ее окончания в диапазоне $900^\circ\text{C}...A_{r3}$, где A_{r3} – критическая температура, соответствующая началу выделения феррита при охлаждении, и последеформационное охлаждение изделия, а затем повторный ускоренный нагрев со скоростью более 90°C/с , выдержку и охлаждение, отличающийся тем, что

последеформационное охлаждение изделия проводят до температуры не ниже M_H , где M_H – критическая температура, соответствующая началу мартенситного превращения при охлаждении, а его повторный нагрев осуществляют до температуры $t = A_{c3} - (20-40)^\circ\text{C}$, где A_{c3} – критическая температура, соответствующая концу растворения феррита при нагреве, с выдержкой при данной температуре не менее 10 мин и последующим охлаждением со скоростью не менее 5°C/s .

10

15

20

25

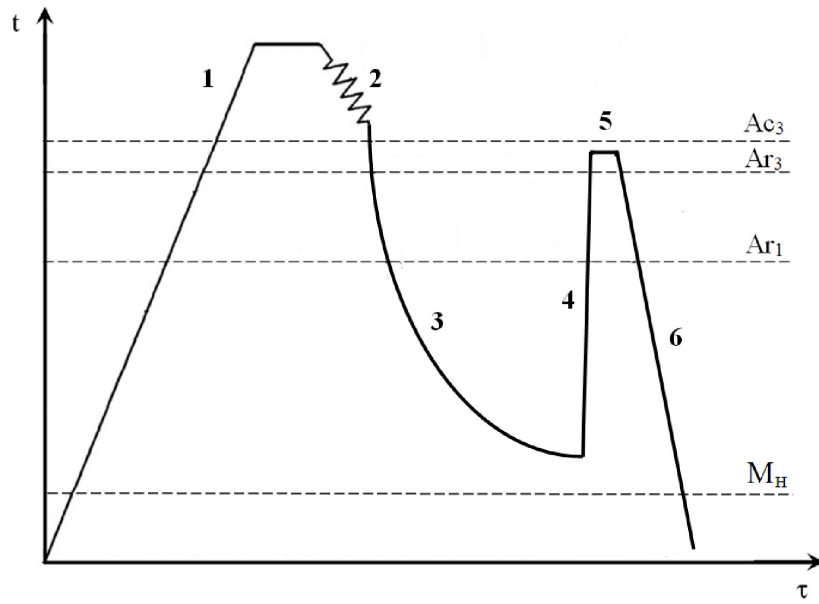
30

35

40

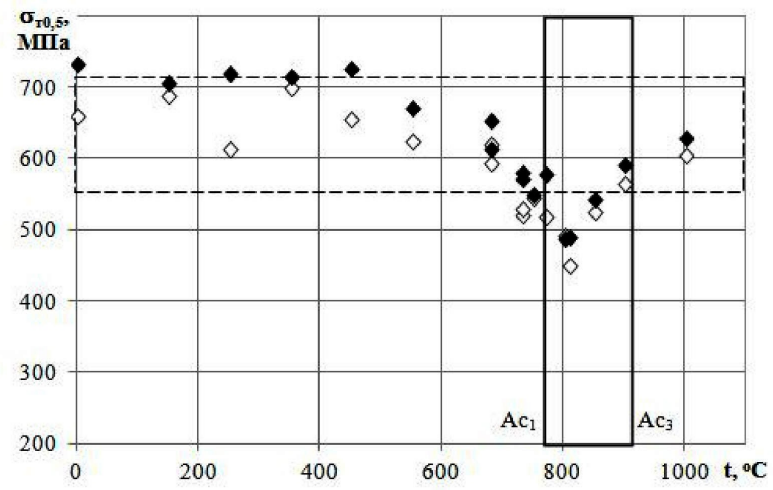
45

1

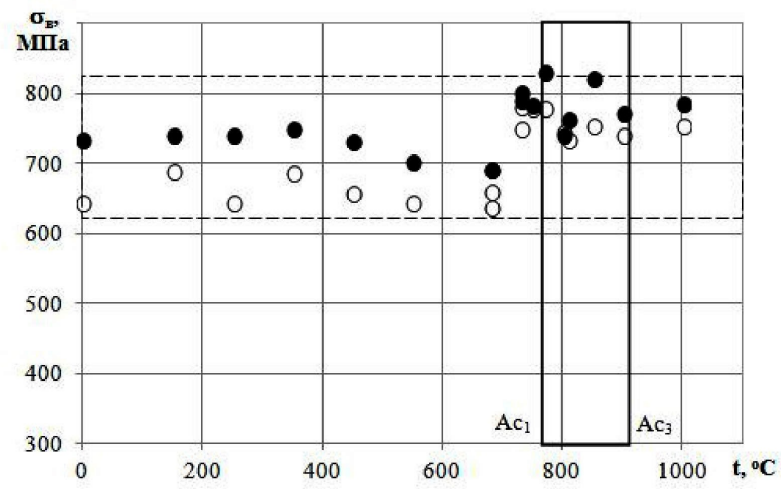


Фиг. 1

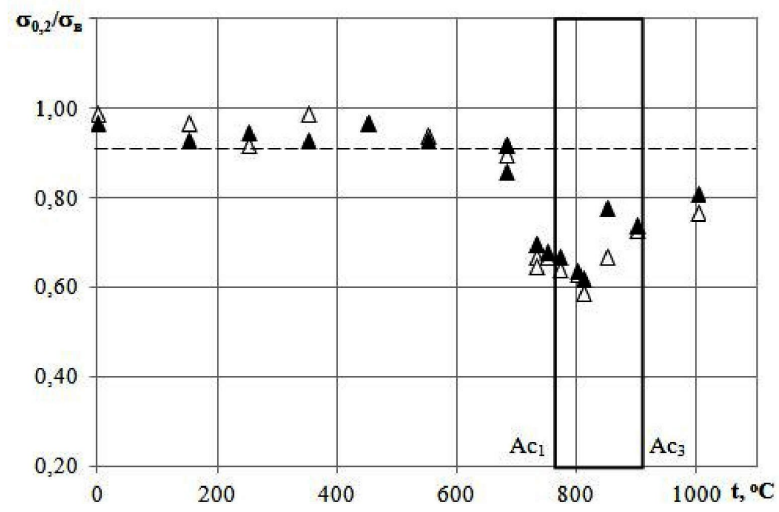
2



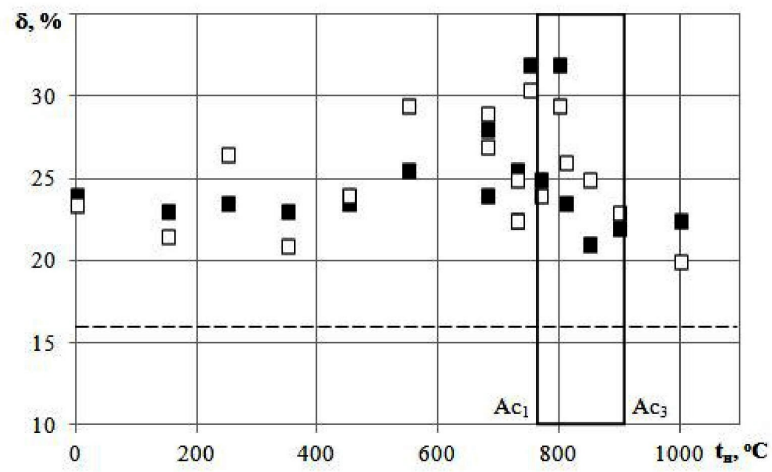
Фиг. 2



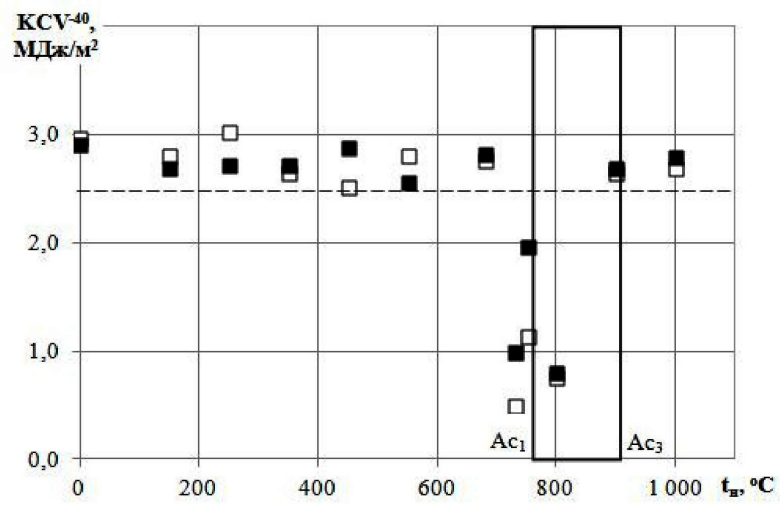
Фиг. 3



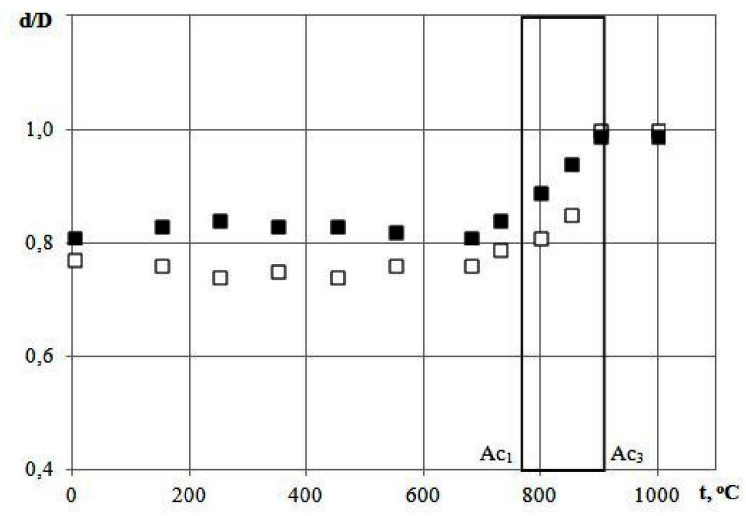
Фиг. 4



Фиг. 5



Фиг. 6



Фиг. 7